# بررسی تأثیر فلز روی و عملیّات حرارتی پیرسازی بر مقاومت به خزش فرورودنگی در آلیاژ Mg-5%Sn*

مهدی یدالهی[۱]    بهرام نامی[۲]    امیر عابدی[۳]

## چکیده

*در این تحقیق، تأثیر فلز روی و عملیّات حرارتی پیرسازی بر خواص خزشی فرورودنگی در آلیاژ Mg-5%Sn بررسی شده است. خواص خزشی با استفاده از روش خزش فرورودنگی با فرورونده‌ی استوانه‌ای شکل در محدوده تنش $270\ MPa < \sigma_{imp} < 450\ MPa$ و در دماهای ۱۵۰°C، ۱۷۵ °C و ۲۰۰ °C انجام شد. نتایج نشان دادند که فرایند پیرسازی منجر به ایجاد رسوب‌های $Mg_2Sn$ درون دانه‌ها می‌شود و با افزودن فلز روی به آلیاژ پایه‌ی Mg-5%Sn مقاومت به خزش بهبود می‌یابد. این بهبود مقاومت به خزش به افزایش میزان رسوب‌های $Mg_2Sn$ و تغییر جهت‌گیری آن‌ها نسبت داده شد. با محاسبه‌ی انرژی فعّالسازی خزش و توان تنش، مشخص شد که در شرایط این تحقیق، خزش نابجایی کنترل شونده توسط صعود سازوکار غالب در تغییر شکل خزشی هر دو آلیاژ در حالت‌های ریختگی و پیر شده بوده است.*

**واژه‌های کلیدی** آلیاژ منیزیم-قلع، خزش فرورودنگی، پیرسازی، خزش نابجایی کنترل شونده توسط صعود.

# An Investigation into the Effect of Zinc and Age Hardening Treatment on Impression Creep Resistance of Mg-5%Sn Alloy

M. Yadollahi    B. Nami    A. Abedi

**Abstract**

*In this article, the effects of adding Zn and conducting age hardening treatment on impression creep properties of Mg-5%Sn alloy have been investigated. The creep tests were carried out using impression creep method in which a cylindrical punch was used to apply the stress in range of 450 MPa < $\sigma_{imp}$ < 270 MPa and at the test temperatures of 150, 175 and 200 °C. The results showed that age hardening treatment can make the distribution of $Mg_2Sn$ precipitates more uniform within the grains. Additions of 0.6% Zn to the alloy improved its creep properties and this effect was attributed to the greater amount of precipitates formed on the non-basal planes and to their homogenous distribution in the microstructure. The values of stress exponent and activation energies determined in this investigation indicated that the pipe diffusion controlled by dislocation climb is the dominant creep mechanism for both Mg-5%Sn and Mg-5%Sn-0.6%Zn alloys under the conditions used in this study.*

**Keywords** Mg-Sn alloy, Impression creep, Aging, Climb controlled dislocation creep.

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۰/۱۰/۲۵ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۲/۵/٦ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی

(۲) نویسنده‌ی مسئول، استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی

(۳) استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی

## مقدمه

آلیاژهای منیزیم به‌دلیل چگالی پایین، پتانسیل بالایی برای استفاده در صنعت خودروسازی را دارند. با در نظر گرفتن این موضوع و با توجه به تقاضای زیاد برای کاهش وزن وسایل نقلیه به‌منظور بهینه‌سازی مصرف سوخت، تحقیقات زیادی برای استفاده از آلیاژهای منیزیم با ترکیبات مختلف در این صنعت انجام گرفته است [1,2]. در میان آلیاژهای تجاری منیزیم، آلیاژهای سری AZ به‌دلیل قابلیّت ریخته‌گری بالا کاربرد زیادی در صنایع خودرو دارند [1,3]. با این وجود، آلیاژهای سری AZ با مقادیر بالاتر آلومینیم مقاومت خزشی کم‌تری را در دماهای بالا دارند. دلیل آن را می‌توان به تشکیل فاز $Mg_{17}Al_{12}$ در ریزساختار آلیاژ نسبت داد که مقاومت خوبی در دمای بالا از خود نشان نمی‌دهد. به‌همین دلیل، انواع دیگر آلیاژی منیزیم مطرح شده‌اند [2]. یکی از مشخصه‌های مورد نیاز برای آلیاژهای به‌کار رفته در اجزای موتور خودروها، خواص مکانیکی مناسب در محدوده دمای ۲۰۰°C–۱۵۰ و تنش ۵۰ تا ۷۰ مگاپاسکال است [4]. آلیاژهای مرسوم منیزیم- آلومینیم مانند AZ91 در حالت ریختگی تزریقی به‌دلیل نامطلوب بودن خواص مکانیکی در دمای بالاتر از ۱۲۰ °C، نمی‌توانند در تولید این قطعات مورد استفاده قرار گیرند [4,6].

در میان آلیاژهای منیزیم، آلیاژهای سری Mg-Sn جزو آلیاژهایی هستند که از سال ۲۰۰۰ به بعد مورد توجه ویژه‌ای قرار گرفته‌اند. فاز بین فلزی $Mg_2Sn$ در این آلیاژها، نقطه‌ی ذوب بالاتری (۷۷۰ °C) نسبت به فاز $Mg_{17}Al_{12}$ (با نقطه‌ی ذوب ٤٦٩ °C) در آلیاژهای Mg-Al دارد. بنابراین، آلیاژهای Mg-Sn مقاومت به خزش بالاتری را نسبت به آلیاژهای Mg-Al در دماهای مختلف از خود نشان می‌دهند[2-7]. به‌دلیل کاهش حلالیّت قلع در منیزیم با کاهش دما و ایجاد فاز $Mg_2Sn$ با پایداری حرارتی بالا، این آلیاژها به‌عنوان آلیاژهایی با مقاومت حرارتی بالا برای تولید قطعاتی که در دماهای بالا کار می‌کنند، در نظر گرفته شده‌اند. نتایج بررسی‌های قبلی نشان داده‌اند که سختی و استحکام خزشی آلیاژهای Mg-Sn با افزایش میزان قلع افزایش پیدا می‌کند، در حالی‌که استحکام کششی و ازدیاد طول نسبی تا ۵ درصد وزنی قلع افزایش و در مقادیر بالاتر قلع، منجر به کاهش آن‌ها می‌شود [8].

خواص خزش فشاری آلیاژ Mg-5%Sn در دو حالت ریختگی و پیرسازی شده توسط وی و همکاران، [2]، مطالعه شده است. آن‌ها بیان کرده‌اند که عملیّات حرارتی پیرسازی منجر به بهبود خواص خزشی می‌شود. دلیل این رفتار به تشکیل رسوب‌های ریز $Mg_2Sn$ درون فاز زمینه نسبت داده شده است. نتایج مطالعات قبلی، [9,11]، نشان داده‌اند که عناصری مانند نقره، روی، آلومینیم و سدیم باعث تسریع فرایند پیرسختی و افزایش سختی بیشینه در آلیاژهای Mg-Sn می‌شوند. دلیل آن به افزایش چگالی و کسر حجمی رسوب $Mg_2Sn$ و اصلاح و تغییر مورفولوژی این نوع رسوب نسبت داده شده است که در واقع، با اندرکنش با نابجایی‌ها در صفحه‌ی لغزش باعث بهبود خواص مکانیکی می‌شوند. در میان این عناصر، فلز روی جزو عناصر ارزان و در دسترس است. ساساکی و همکاران، [11]، نشان داده‌اند که افزودن روی تا ۰/۵ درصد وزنی باعث تسریع فرایند پیرسختی و افزایش سختی بیشینه می‌شود، در حالی‌که مقادیر بالاتر روی تأثیر اندکی بر سختی بیشینه دارد، ولی باعث کند شدن مرحله‌ی پیرسختی می‌شود. با توجه به اطلاعات محدود موجود در زمینه‌ی تأثیر روی بر خواص خزشی آلیاژ Mg-5Sn، در این تحقیق تأثیر فلز روی و عملیّات پیرسازی بر خواص خزشی آلیاژ Mg-5%Sn به‌روش فروروندگی بررسی شده است.

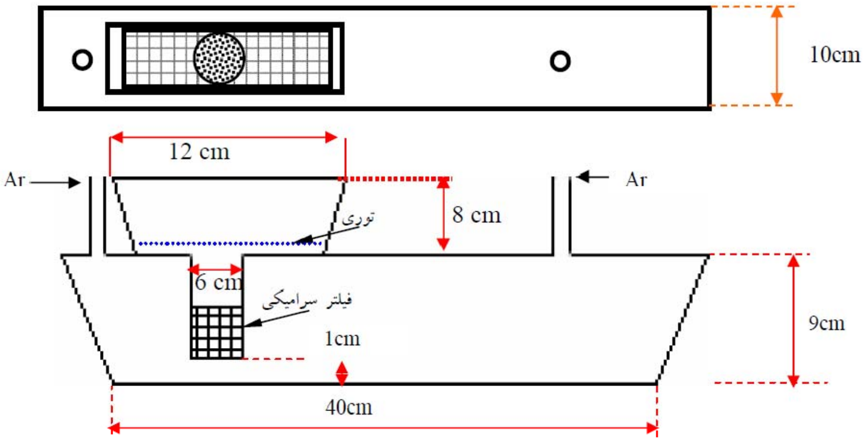
## روش پژوهش

برای تهیه‌ی آلیاژ Mg-5%Sn، از شمش منیزیم با درجه‌ی خلوص ۹۹/۵ درصد و قلع و روی با

درجه‌ی خلوص ۹۹/۹ درصد وزنی استفاده شد. ابتدا منیزیم درون بوته‌ی گرافیتی پیش‌گرم شده تا دمای ۲۰۰ °C قرار داده شد و سپس، بوته در یک کوره‌ی مقاومتی با دمای ۷۷۰ °C و تحت محیط مخلوط هوا و گاز $SO_2$ قرار گرفت. پس از ذوب شدن منیزیم، قلع به‌آن اضافه شد و برای به‌دست آوردن ترکیبی یکنواخت، مذاب به‌مدّت زمان ۳۰ ثانیه هم زده شد. پس از آماده شدن مذاب، سرباره‌گیری در محیط $SO_2$ انجام شد و مذاب در قالب فلزی پیش‌گرم شده تا دمای ۲۵۰ °C، ریخته شد. در شکل (۱)، تصویر طرح‌گونه از قالب فلزی نشان داده شده است. به‌منظور ممانعت از اکسایش مذاب حین بارریزی، گاز آرگون با دبی ۱۵ لیتر در دقیقه درون قالب تزریق شد. برای افزودن روی به آلیاژ Mg-5%Sn، مراحل گفته شده تکرار شد و فلز روی در آخرین مرحله اضافه شد. در جدول (۱)، ترکیب شیمیایی دو آلیاژ آورده شده است.

با توجه به درشت بودن ساختار شمش تولیدی و عدم یکنواختی ریزساختار در نقاط مختلف، نمونه‌هایی به‌ابعاد ۱۵۰×۵۰×۵۰ میلی‌متر از شمش‌ها جدا شدند و استوانه‌هایی از آن‌ها به‌قطر و ارتفاع به‌ترتیب ٣٦ و ۱۵۰میلی‌متر تهیّه شد. سپس، نمونه‌های استوانه‌ای شکل در یک بوته‌ی فولادی به‌قطر ۳۸ و ارتفاع ۲۰۰ میلی‌متر قرار داده شد و بوته درون کوره‌ی مقاومتی در دمای ۷۰۰ °C قرار داده شد. بعد از آماده شدن ذوب، بوته از کوره خارج شد و درون آب سریع سرد شد. سرعت بالای سرمایش نمونه‌ها موجب تشکیل ساختاری تقریباً یکنواخت و ریز می‌شود. نمونه‌های استوانه‌ای شکل به‌قطر ۳۸ و ارتفاع ٦ میلی‌متر از نمونه‌های سریع سرد شده تهیّه شد.

برای انجام عملیّات حرارتی، از یک کوره‌ی مقاومتی با تغییرات دمایی ۲± °C استفاده شد. برای جلوگیری از اکسایش هنگام عملیّات حرارتی، نمونه‌ها درون ظروف آهنی قرار داده شدند و روی آن‌ها با پودر گرافیت پوشانده شد و بر روی آن‌ها درپوش فلزی گذاشته شد. سپس، درِ ظروف توسط گِل نسوز مسدود شد. عملیّات محلول‌سازی بر روی نمونه‌ها به‌مدّت زمان ۷۱ ساعت در دمای ۵۱۰ °C انجام گرفت و سپس نمونه‌ها در آب سریع سرد شدند. نمونه‌های محلول‌سازی شده، در دمای ۲۰۰ °C به‌مدّت زمان ۷۰ ساعت پیر شدند. پس از انجام عملیّات پیرسازی، دو سطح نمونه با استفاده از سمباده‌های ۲۰۰ تا ۱۵۰۰، پرداخت شدند. برای انجام آزمایش خزش، یک دستگاه خزش از نوع فرورونده طرّاحی و ساخته شد. در شکل (۲)، تصویر دستگاه خزش فرورفتگی نشان داده شده است. دقّت کوره‌ی استفاده شده در دستگاه ۱± °C بود. به‌منظور اعمال نیرو، از فرورونده‌ی استوانه‌ای شکل از جنس کاربید تنگستن به‌قطر ۲ میلی‌متر استفاده شد. عمق فرورفته توسط دستگاه **مبدل اندازه گیری تغییرات خطی** (LVDT) با دقّت ۱ میکرومتر اندازه‌گیری شد. آزمون‌های خزش فرورفتگی در دماهای ۱۵۰ °C، ۱۷۵ °C و ۲۰۰ °C و در محدوده تنشی $270\ \text{MPa} < \sigma_{imp} < 450\ MPa$ انجام شدند و نمودارهای تغییرات عمق فرورفتگی بر حسب زمان به‌دست آمد. برای بررسی‌های ریزساختاری، سطح نمونه‌ها با سمباده‌های ۲۰۰ تا ۵۰۰۰ پرداخت شدند و برای صیقل‌کاری نهایی، از خمیر الماسه به‌اندازه ذره‌ی ۱ میکرومتر استفاده شد. برای حکّاکی نمونه‌ها، از محلول نایتال ۲ درصد به‌مدّت زمان ۵ ثانیه استفاده شد و ریزساختارها به‌کمک میکروسکُپ الکترونی مطالعه شدند. با توجه به وجود مقدار اندکی فاز $Mg_2Sn$ به‌صورت حل نشده در نمونه‌های عملیّات حرارتی شده و برای حذف تأثیر آن بر روی سختی، سختی فاز زمینه با استفاده از روش ریزسختی سنجی ویکرز با نیروی ۲۵ گرم اندازه‌گیری شد.




شکل ۱ طرح‌واره‌ای از قالب مورد استفاده برای تولید شمش اولیّه

جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژها

| آلیاژ | درصد وزنی Sn | درصد وزنی Zn | Mg |
|---|---|---|---|
| Mg-5%Sn | 5.2±0.2 | -- | باقی‌مانده |
| Mg-5%Sn-0.6%Zn | 4.9±0.2 | 0.6 | باقی‌مانده |



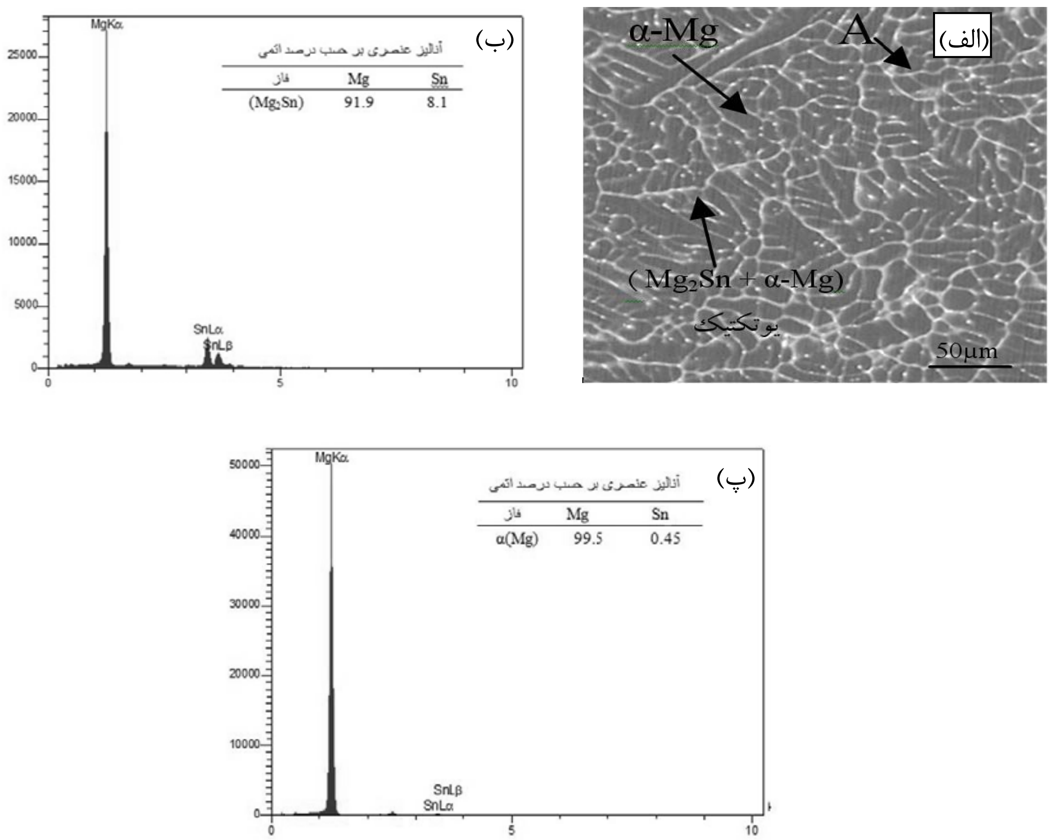
شکل ۲ تصویر دستگاه خزش ساخته شده در این تحقیق

## نتایج وبحث

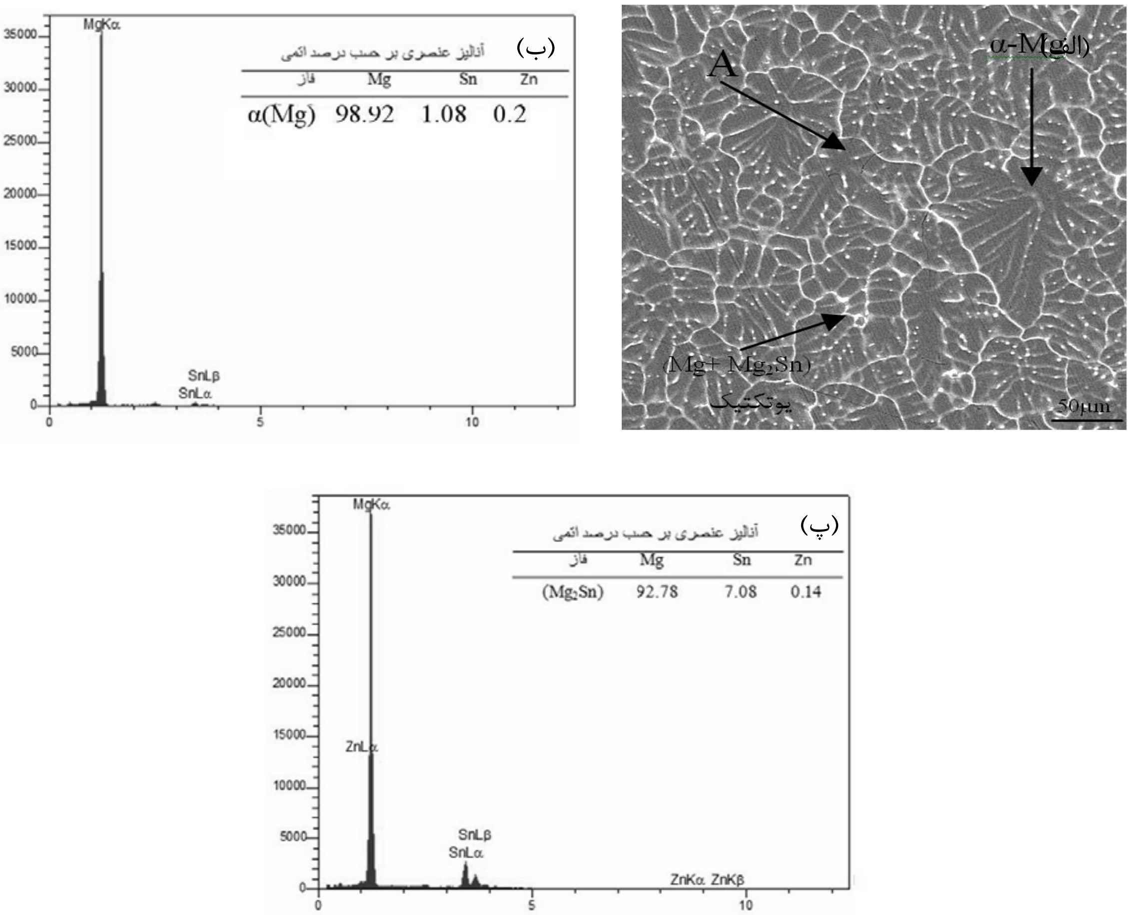
***بررسی ریزساختار.*** شکل‌های (۳) و (٤)، تصویر میکروسکُپ الکترونی از ریزساختار نمونه‌ی ریختگی آلیاژهای Mg-5%Sn و Mg-5%Sn-0.6%Z به‌همراه طیف EDX از فازها را نشان می‌دهند. تصویرهای SEM از دو آلیاژ نشان‌دهنده‌ی وجود یک

ساختار دندریتی و مخلوط یوتکتیک در مناطق بین دندریتی است. همان‌گونه که در این تصویرها دیده می‌شود، فلز روی تأثیر قابل‌توجهی بر ریزساختار آلیاژ Mg-5%Sn در حالت ریختگی نداشته است و ریزساختار دو آلیاژ شبیه به یک‌دیگرند. طیف EDX از فاز زمینه نشان‌دهنده‌ی حلالیّت کم Sn در این فاز می‌باشد و بیش‌ترِ فلز روی در فاز بین فلزی توزیع شده است. با توجه به طیف EDX، ترکیبات موجود در مناطق بین فلزی در هر دو آلیاژ از فلزات منیزیم و قلع تشکیل شده‌اند. مشاهده می‌شود که فلز روی در هر دو فاز زمینه و ترکیبات غنی از قلع در آلیاژ Mg-5%Sn-0.6%Z توزیع شده است. به‌منظور شناسایی دقیق‌تر فازهای موجود در ریزساختار، طیف پراش اشعه‌ی X مربوط به آلیاژ Mg-5%Sn-0.6%Z در حالت ریختگی در شکل (۵) آورده شده است. مطابق با جزئیات این طیف، ریزساختار آلیاژ از فاز زمینه $\alpha(Mg)$ و ترکیب بین فلزی $Mg_2Sn$ تشکیل شده است و با افزودن فلز روی به آلیاژ Mg-5%Sn، فاز جدیدی تشکیل نشده است.

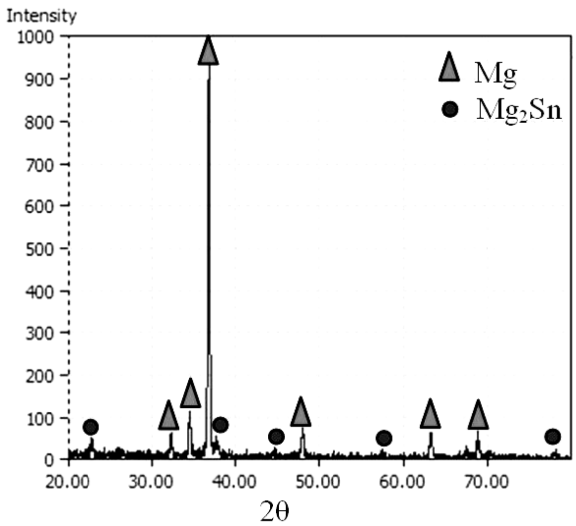
شکل (٦) تصویر میکروسکُپ الکترونی SEM از آلیاژهای پیرسازی شده در دمای $200\ ^{\circ}C$ به‌مدّت زمان ۷۰ ساعت را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ریزساختار به‌طور چشم‌گیری تغییر کرده است و رسوبات ریز در درون فاز زمینه‌ی $\alpha(Mg)$ توزیع شده‌اند. افزون بر این، مقدار رسوبات در آلیاژ حاوی فلز روی بیش‌تر از آلیاژ دیگر است.



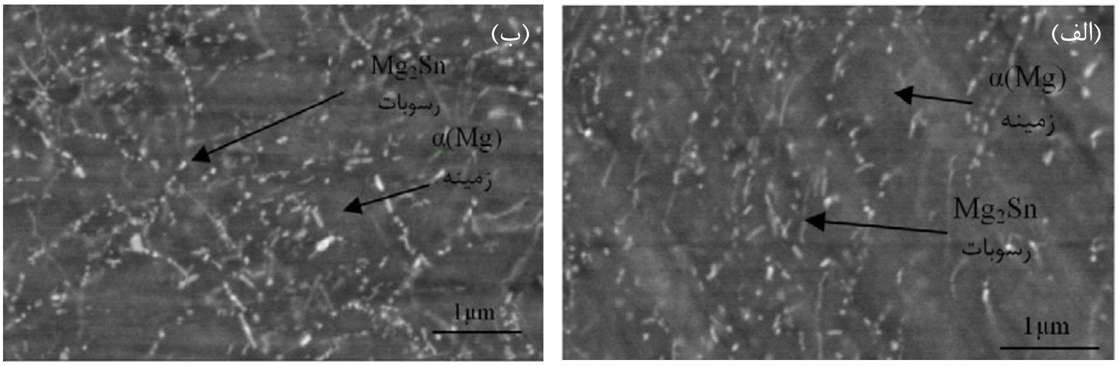

شکل ۳ تصویر SEM از آلیاژ ریختگی Mg-5%Sn: الف) تصویر الکترون ثانویه،
ب) طیف EDX از فاز زمینه و پ) طیف EDX مربوط به ترکیبات بین فلزی



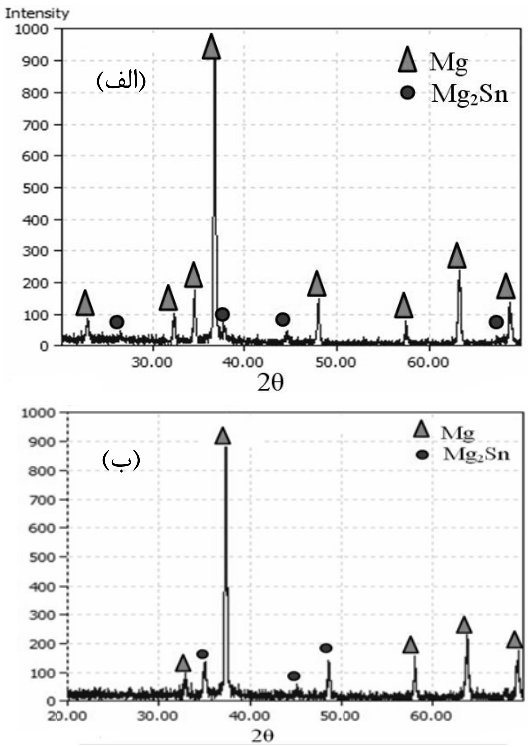

شکل ٤ تصویر SEM از آلیاژ ریختگی Mg-5%Sn-0.6%Zn: الف) تصویر الکترون ثانویه، ب) طیف EDX از فاز زمینه و پ) طیف EDX مربوط به ترکیبات بین فلزی




شکل ۵ طیف پراش اشعه‌ی X مربوط به آلیاژ Mg-5%Sn-0.6%Zn در حالت ریختگی




شکل ٦ تصویر SEM از آلیاژها بعد از عملیّات حرارتی پیرسازی در دمای C° ۲۰۰ به‌مدّت زمان ۷۰ ساعت:
الف) آلیاژ Mg-5%Sn و ب) آلیاژ Mg-5%Sn-0.6%Zn




شکل ۷ الگوی پراش اشعه‌ی X مربوط به آلیاژها پس از پیرسازی در دمای C° ۲۰۰ به‌مدّت زمان ۷۰ ساعت:
الف) آلیاژ Mg-5%Sn و ب) آلیاژ Mg-5%Sn-0.6%Zn

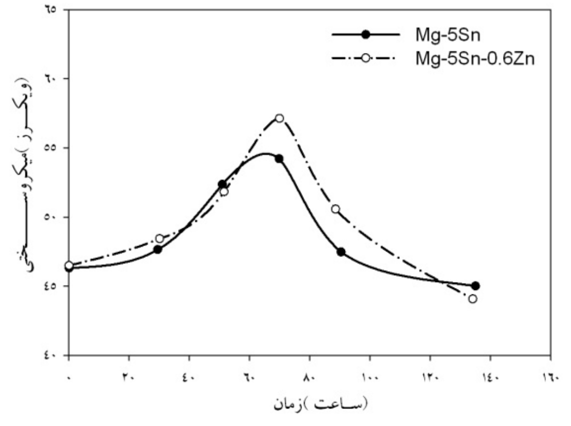
الگوی پراش اشعه‌ی X مربوط به آلیاژها پس از عملیّات پیرسازی در شکل (۷) نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که در هر دو آلیاژ پس از عملیّات پیرسازی، ریزساختار از دو فاز α(Mg) و Mg2Sn تشکیل شده است. مطابق با مطالب موجود در منابع، فاز بین فلزی $Mg_2Sn$ به‌صورت رسوبات لایه‌ای و کروی غیرپیوسته می‌تواند در ریزساختار وجود داشته باشد [9]. با مقایسه‌ی ریزساختارها مشخص می‌شود که کسر حجمی رسوبات در آلیاژ حاوی فلز روی افزایش یافته است، و این انطباق خوبی با نتایج موجود در منابع دارد [9-11].

***رفتار پیرسختی آلیاژ.*** تغییرات سختی آلیاژها در دمای C° ۲۰۰ بر حسب زمان در شکل (۸) نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، افزایش سختی آلیاژها بر حسب زمان قابل توجه نیست. نتایج

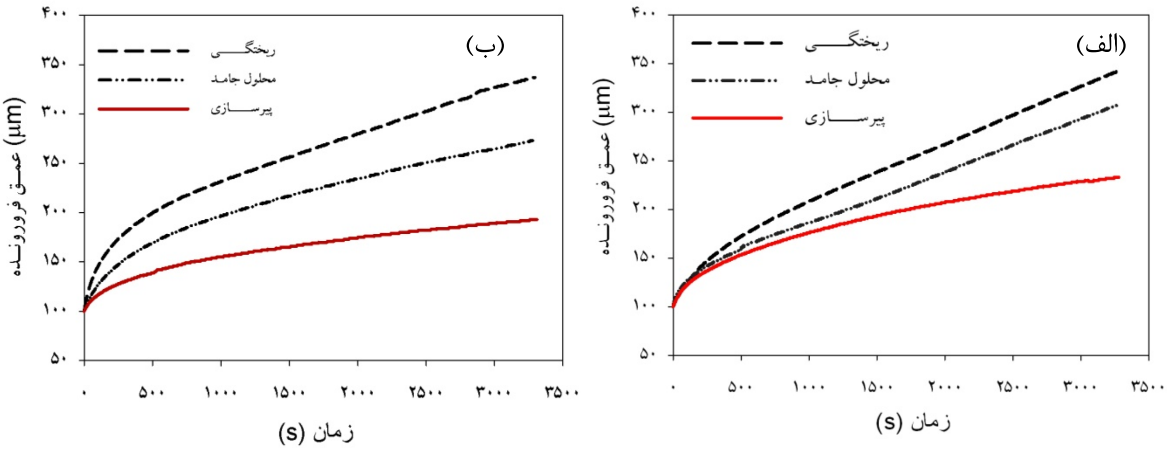
مطالعات مِندیس و همکاران، [12]، در مورد رفتار پیرسختی آلیاژی مشابه با آلیاژ Mg-5%Sn در دمای ۲۰۰°C نشان می‌دهد که تغییرات سختی تا ۲۰۰ ساعت ناچیز و در حد ۱۰ ویکرز می‌باشد. در شکل(۸)، در ابتدای فرایند پیرسازی سختی دو آلیاژ کمی افزایش یافته‌اند و با گذشت زمان، نمودار سختی به یک مقدار بیشینه رسیده و سپس، افت کرده است. رسیدن به بیشینه‌ی سختی را می‌توان به افزایش میزان رسوبات همدوس $Mg_2Sn$ در مرز و درون دانه‌ها نسبت داد. افزایش سختی در آلیاژ حاوی فلز روی کمی بیش‌تر است. دلیل آن را می‌توان به تأثیر مثبت فلز روی بر توزیع یکنواخت و افزایش چگالی رسوبات $Mg_2Sn$ مربوط دانست [9-11]. دلیل کاهش سختی آلیاژها پس از حدود ۷۰ ساعت را نیز می‌توان به درشت شدن فاز $Mg_2Sn$ و تشکیل رسوبات ناهم‌سیما نسبت داد.

***رفتار خزشی آلیاژ.*** در شکل (۹)، نمودار خزش آلیاژهای Mg-5%Sn و Mg-5%Sn-0.6%Zn در دمای ۱۷۵ °C و تنش فرورفتگی ۳۰۰ MPa در حالت‌های ریختگی، محلول‌سازی شده و پیر شده در کنار هم نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که برای هر دو آلیاژ، نمودارها از دو منطقه‌ی خزش اولیّه و خزش ثانویّه تشکیل شده است و مرحله‌ی سوّم خزش در آن‌ها دیده نمی‌شود. دلیل عدم وجود ناحیه‌ی سوّم خزش در این نمودارها، ماهیّت فشاری آزمایش و به‌کارگیری تنش ثابت می‌باشد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، سرعت فرورفتگی با گذشت زمان کوتاهی کاهش یافته است و پس از آن، به میزان ثابتی رسیده است که این بیان‌گر خزش ثانویّه می باشد. مشاهده می‌شود که افزودن فلز روی به آلیاژ Mg-5%Sn، باعث بهبود خواص خزشی آلیاژ در حالت‌های مختلف شده است و این افزایش در حالت پیر شده بیش‌تر است. این رفتار بیان‌گر تأثیر متفاوت فلز روی و عملیّات پیرسازی بر خواص خزشی می‌باشد، به‌گونه‌ای که با افزودن فلز روی، فرورونده در یک زمان ثابت به مقدار کم‌تری در نمونه فرو رفته است.

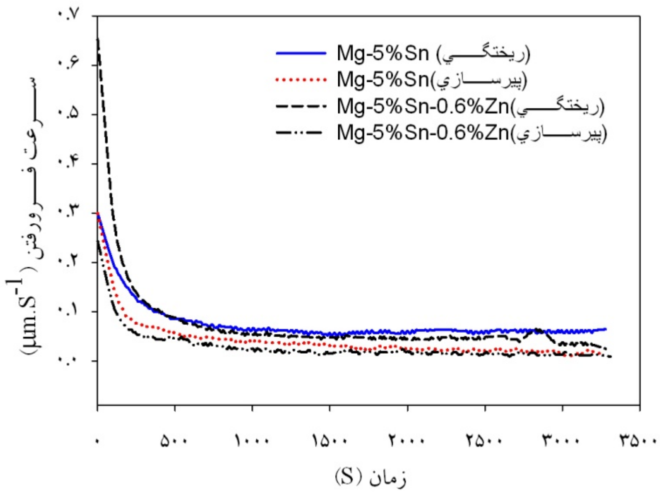
به‌منظور بررسی دقیق‌تر رفتار خزشی آلیاژها، تغییرات سرعت فرورفتن فرورونده بر حسب عمق فرورفته برای رفتار خزشی هر دو آلیاژ در حالت‌های ریختگی و پیرسازی شده در دمای ۱۷۵ °C و تنش ۳۰۰ MPa، در شکل (۱۰) نشان داده شده است. با مقایسه‌ی نمودارها مشخص می‌شود که سرعت فرورفتن فرورونده در نمونه‌ی حاوی فلز روی کم‌تر است که این بیان‌گر افزایش مقاومت به خزش آلیاژ می‌باشد.




شکل۸ نمودار تغییرات سختی بر حسب زمان پیرسازی در دمای ۲۰۰ °C




شکل ۹ نمودار تغییرات عمق فرورفتن فرورونده با زمان برای دو آلیاژ در حالت‌های ریختگی، محلول‌سازی شده و پیر شده در دمای ۱۷۵ °C و تنش ۳۰۰ MPa: الف) آلیاژ Mg-5%Sn و ب) آلیاژ Mg-5%Sn-0.6%Zn




شکل ۱۰ مقایسه‌ی نمودار تغییرات سرعت فرورفتن فرورونده بر حسب زمان برای دو آلیاژ در حالت پیر شده و ریختگی در دمای ۱۷۵ °C و تنش فرورندگی ۳۰۰ MPa

***تعیین سازوکار خزش.*** به‌منظور افزایش مقاومت به خزش، تعیین سازوکارهای حاکم بر خزش ضروری است. با تعیین و تشخیص سازوکارهای خزش، می‌توان فرایندهای مؤثر بر کنترل سرعت تغییر شکل مواد را هنگام خزش تشخیص داد و با به تعویق انداختن آن، به افزایش چشم‌گیری در خواص خزشی دست یافت. سازوکار خزش به دو روش مطالعه‌ی ریزساختار با استفاده از میکروسکُپ الکترونی عبوری و یا تعیین توان تنش (n) و انرژی فعال سازی (Q) قابل تشخیص است.

نرخ خزش کمینه و تنش اعمالی برای موادی که رفتار خزشی آن‌ها از قانون توانی پیروی می‌کند، به‌وسیله‌ی رابطه‌ی زیر با یک‌دیگر در ارتباطند [۱۳]:

$$\overset{\circ}{\varepsilon} = A\left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{GbD_0}{kT}\right)\left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \qquad (۱)$$

در این رابطه، b بردار برگرس، d اندازه‌ی دانه، p ثابت بدون بعد، G مدول برشی، $D_o$ ضریب فرکانس، k ثابت بولتزمن، T دما بر حسب کلوین، σ تنش اعمالی، n توان تنش، $Q_C$ انرژی فعّال‌سازی خزش، R ثابت گازها و A انرژی خطای چیدمان می‌باشد.

بررسی‌های انجام شده در زمینه‌ی رفتار خزشی آلیاژها نشان داده‌اند که بین تنش $\sigma$ و نرخ کرنش خزشی $\dot{\varepsilon}_s$ در رفتار خزش کششی و سرعت فرورونده و تنش اعمالی در رفتار خزش فرورونده‌گی با فرورونده‌ی استوانه‌ای، رابطه‌ی تجربی زیر برقرار است[14,15]:

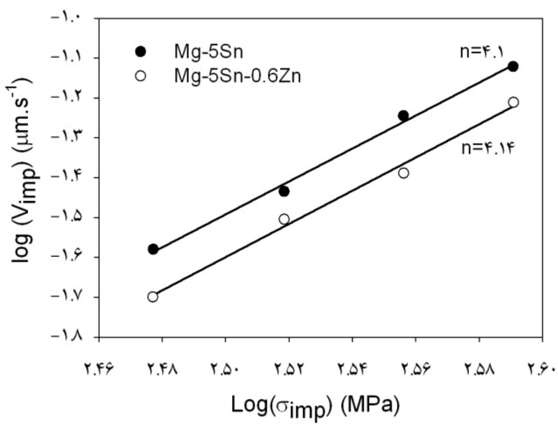
$$\sigma = \frac{4F}{c_1.\pi\varphi^2} = \frac{\sigma_{imp}}{c_1} \qquad \overset{\circ}{\varepsilon} = \frac{dh/dt}{c_2\varphi} = \frac{V_{imp}}{c_2\varphi} \qquad (۲)$$

در این رابطه، $c_1$ و $c_2$ مقادیر ثابت، F نیروی اعمالی بر پانچ و $\varphi$ قطر فرورونده است. با قراردادن رابطه‌ی ۲ در رابطه‌ی ۱ و مرتب کردن آن، ارتباط بین سرعت فرورونده با تنش اعمالی بر فرورونده به‌دست می‌آید:

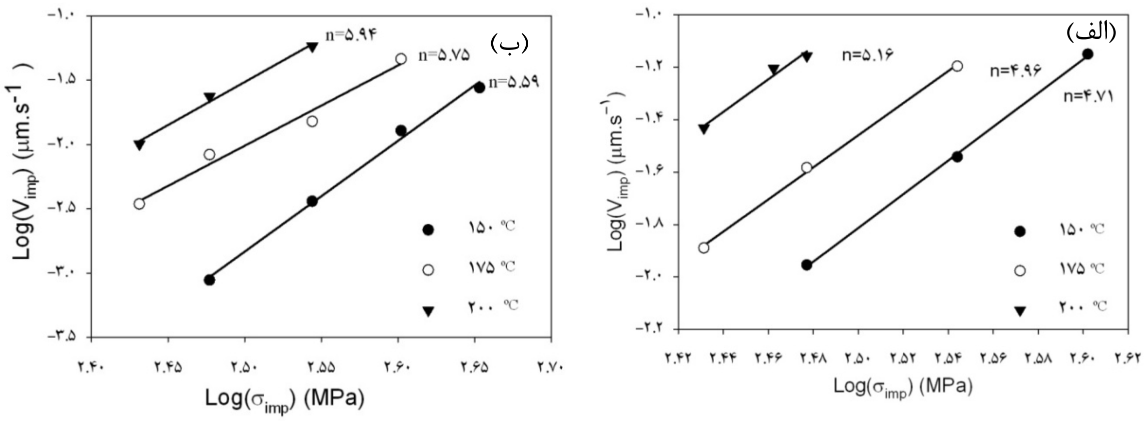
$$\left(\frac{V_{imp}T}{G}\right) = A\left(\frac{\varphi c_2}{c_1^n}\right)\left(\frac{b}{d}\right)^p\left(\frac{bD_0}{k}\right)\left(\frac{\sigma_{imp}}{G}\right)^n \exp\left(\frac{Q_c}{RT}\right) \qquad (۳)$$

با محاسبه‌ی مقادیر n و Q در رابطه‌ی ۳، امکان تعیین سازوکار تغییر شکل خزشی وجود دارد. با استفاده از معادله‌ی ۳، توان تنش n با محاسبه‌ی شیب تغییرات سرعت فرورفتن ($V_{imp}$) برحسب تنش فرورondگی ($\sigma_{imp}$) و انرژی فعّال‌سازی ($Q_C$) با ترسیم نمودار لگاریتمی تغییرات سرعت فرورفتن ($V_{imp}$) بر حسب 1/T و محاسبه‌ی شیب نمودار که برابر با Qc/R– است، به‌دست می‌آیند. در شکل‌های (۱۱) و (۱۲)، تغییرات سرعت فرورفتن بر حسب تنش اعمالی برای آلیاژهای ریختگی و پیر شده و در شکل ۱۳، تغییرات سرعت فرورفتن بر حسب 1/T برای آلیاژهای پیرسازی شده نشان داده شده‌اند.

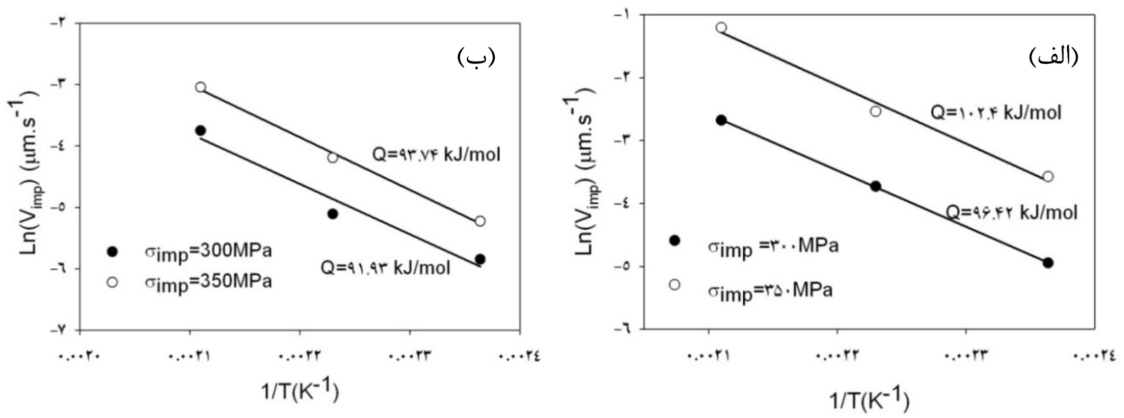
همان‌گونه که مشاهده می‌شود، در محدوده دمایی و تنشی اعمالی برای آلیاژهای Mg-5%Sn و Mg-5%Sn-0.6%Zn در حالت‌های ریختگی و پیرشده، توان تنشی بین ٤ تا ٥/٩٤ تغییر می‌کند. اگرچه توان تنشی به‌دست آمده در این تحقیق نشان‌دهنده‌ی سازوکار خزش نابجایی کنترل شونده توسط صعود است، امّا تعیین انرژی فعّال‌سازی خزش به‌منظور تعیین دقیق‌تر سازوکار و تشخیص مسیر نفوذ ضروری است. بررسی انرژی فعّال‌سازی در شکل (۱۳) نشان می‌دهد که میانگین این انرژی برای آلیاژ Mg-5%Sn و Mg-5%Sn-0.6%Zn در حالت پیر شده، به‌ترتیب برابر با kJ/mol ۹۸ و kJ/mol ۹۲/۸۳ است که به انرژی فعّال‌سازی برای نفوذ اتم‌های منیزیم در کانال نابجایی (kJ/mol ۹۲) نزدیک است [14]. با توجه به این نتایج، می‌توان گفت که سازوکار خزش در هر دو آلیاژ، خزش نابجایی کنترل شونده توسط صعود (dislocation creep controlled by climb) بوده است و نفوذ در کانال نابجایی‌ها فرایند غالب نفوذی بوده است.




شکل ۱۱ تغییرات سرعت فرورفتن فرورونده ($V_{imp}$) بر حسب تنش اعمالی برای آلیاژهای ریختگی در دمای ۱۷۵ °C




شکل ۱۲ تغییرات سرعت فرورفتن فرورونده ($V_{imp}$) بر حسب تنش اعمالی برای آلیاژهای پیر شده در دماهای مختلف:
الف) آلیاژ Mg-5%Sn و ب) آلیاژ Mg-5%Sn-0.6%Zn




شکل ۱۳ تغییرات سرعت فرورفتن فرورونده ($V_{imp}$) بر حسب 1/T برای آلیاژهای پیر شده:
الف) آلیاژ Mg-5%Sn و ب) آلیاژ Mg-5%Sn-0.6%Zn.

***تعیین معادله‌ی تغییر شکل خزشی.*** در معادله‌ی ۱، رابطه‌ی کلی تغییر شکل خزشی در رفتار خزش کششی آلیاژها آورده شده است. در این رابطه، با محاسبه‌ی مقادیر n و A امکان تعیین معادله‌ی تغییر شکل خزشی برای یک آلیاژ وجود خواهد داشت. با توجه به انجام آزمایشات خزش به‌صورت فروروندگی، لازم است تا داده‌های به‌دست آمده در این تحقیق با استفاده از معادله‌ی ۲ به داده‌های خزش کششی تبدیل شوند. در منابع موجود، [17]، مقادیر $c_1$ و $c_2$ برای آلیاژهای منیزیم به‌ترتیب برابر با ۳ و ۰/۵ گزارش شده‌اند. برای تعیین دقیق معادله‌ی خزش، استفاده از ضریب نفوذ موثر $D_{eff}$ ضروری است. ضریب نفوذ مؤثر شامل ضریب نفوذ در شبکه ($D_L$) و ضریب نفوذ در کانال نابجایی ($D_P$) می‌باشد و از رابطه‌ی زیر به‌دست می‌آید [18]:

$$D_{eff} = D_L + \beta\left(\frac{\sigma}{G}\right)^2 D_P \quad (٤)$$

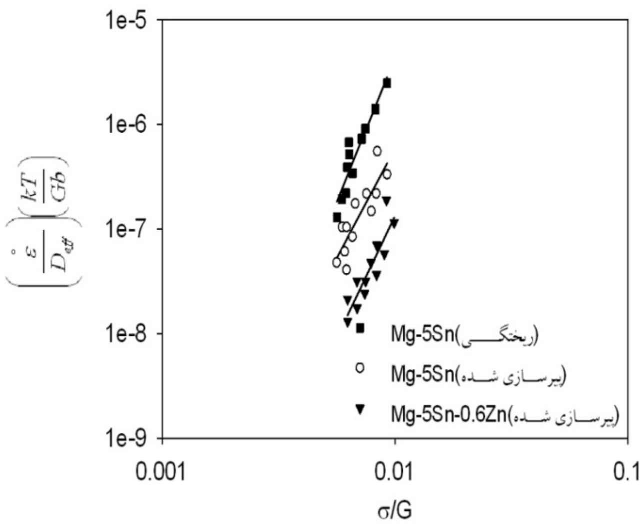
در این رابطه، β عدد ثابت بوده و معمولاً در خزش نابجایی در شبکه‌ی HCP برای آلیاژهای منیزیم، برابر با ۰/۱۲ است [19]. در شکل (١٤)، تغییرات نرخ کرنش خزشی نرماله شده بر حسب تنش نرماله شده با در نظر گرفتن ضریب نفوذ مؤثر، رسم شده است. با انطباق مناسب‌ترین خط بر داده‌های هر آلیاژ و بر اساس محاسبات انجام شده با استفاده از معادله‌ی ۵، مقادیر n و A برای هر سه آلیاژ در جدول (۲) آورده شده‌اند.

همان‌طور که در شکل (۱٤) مشاهده می‌شود، در تمام محدوده‌های تنشی استفاده شده، نمودار مربوط به آلیاژهای Mg-5%Sn-0.6%Zn و Mg-5%Sn پیر شده پایین‌تر از آلیاژ ریختگی Mg-5%Sn می‌باشد و آلیاژ حاوی فلز روی بهترین مقاومت خزشی را دارد.

$$\varepsilon_S^\circ = A\left(\frac{Gb}{kT}\right)\left\{D_L + 0.12\left(\frac{\sigma}{G}\right)^2 D_P\right\}\left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \quad (۵)$$

***خواص خزشی.*** همان‌طور که اشاره شد، تغییر شکل خزشی آلیاژهای مورد مطالعه در این تحقیق در شرایط دمایی و تنش اعمالی، با سازوکار خزش نابجایی کنترل شونده توسط صعود انجام شده است. در این سازوکار خزش، عواملی مانند کاهش میزان فازهای نرم در ریزساختار، ایجاد رسوبات با پایداری حرارتی بالا درون دانه‌ها و مرزدانه‌ها، افزایش رسوبات در حضور عنصر سوم و کاهش انرژی خطای چیدمان فاز زمینه می‌توانند باعث بهبود خواص خزشی آلیاژ شوند [16]. بنابراین، با بررسی این عوامل می‌توان به افزایش مقاومت به خزش آلیاژها در شرایط پیر شده و در حضور عنصر سوّم پی برد.

ریزساختار آلیاژها در حالت پیر شده شامل فازهای α(Mg) و $Mg_2Sn$ می‌باشد. فاز $Mg_2Sn$ پایداری حرارتی بالایی (در دمای ۷۷۰ $^\circ C$) دارد. بنابراین، با افزایش میزان آن در ریزساختار مقاومت خزشی آلیاژ افزایش می‌یابد. همان‌طور که در شکل(٦) نشان داده شده است، فرایند پیرسازی منجر به ایجاد رسوب‌های ریز $Mg_2Sn$ درون فاز زمینه شده است. با مقایسه‌ی شکل‌های (٦- الف و ب)، افزایش میزان رسوب‌ها در آلیاژ حاوی فلز روی قابل مشاهده است و این یکی از دلایل بهتر بودن خواص خزشی این آلیاژ نسبت به آلیاژ پایه است.




شکل ١٤ تغییرات نرخ کرنش خزشی نرماله شده بر حسب تنش نرماله شده برای **آلیاژهای** Mg-5%Sn و Mg-5%Sn-0.6%Zn .

جدول ۲ مقادیر n و A در معادله‌ی ۵ برای آلیاژها در حالت ریختگی و پیر شده

| آلیاژ | A | n |
|---|---|---|
| Mg-5%Sn ریختگی | $۳/۱۱\times۱۰^{٤}$ | ۵/٦۷ |
| Mg-5%Sn پیر شده | $۳/۱٦\times۱۰^{٤}$ | ۵/٤٤ |
| Mg-5%Sn-0.6%Zn پیر شده | $۲/۷۵\times۱۰^{٤}$ | ۵/۵ |

دلایل دیگر بالاتر بودن مقاومت به خزش آلیاژ حاوی فلز روی نسبت به آلیاژ Mg-5%Sn را می‌توان به تشکیل رسوب‌ها در صفحه‌های فرعی، توزیع یکنواخت و جهت‌گیری مناسب‌تر آن‌ها نسبت داد[9-12]. مِندیس و همکاران، [12]، بیان کرده‌اند که رسوبها در آلیاژهای Mg-Sn به‌شکل صفحه‌ای و موازی با صفحه‌ی لغزش تشکیل می‌شوند. از طرف دیگر، در آلیاژ حاوی فلز روی سه نوع رسوب با جهت‌گیری مختلف تشکیل می‌شوند. یک گروه همانند آلیاژهای Mg-Sn، به‌شکل صفحه‌ای و در راستای صفحه‌ی لغزش تشکیل می‌شود. گروه دیگر با نسبت ابعادی کوچک‌تر نسبت به رسوب‌های نوع اوّل، در صفحه‌های منشوری و در جهت [0001] تشکیل می‌شوند. گروه سوّم رسوب‌ها در صفحه‌های هرمی رشد می‌کنند. بر اساس اطلاعات موجود در منابع، [20]، رسوب‌های صفحه‌ای شکل و موازی با صفحات لغزش، کم‌ترین ممانعت را در برابر حرکت نابجایی از خود نشان می دهند و رسوب‌های عمود بر جهت لغزش (رسوب‌های نوع دوّم) بهترین نوع برای بهبود خواص مکانیکی هستند. صفحه‌ی قاعده در آلیاژهای منیزیم، صفحه‌ی لغزش است. در نتیجه، رسوب‌های نوع دوّم و سوّم در آلیاژ حاوی فلز روی مقاومت خوبی در برابر حرکت نابجایی دارند و به‌این ترتیب، منجر به بهبود خواص خزشی می‌شوند.

## نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر، تأثیر فلز روی و عملیّات حرارتی پیرسازی بر مقاومت به خزش از نوع فروروندگی در آلیاژ Mg-5%Sn مطالعه شد و نتایج زیر به‌دست آمد:

۱- با انجام عملیّات حرارتی پیرسازی بر روی آلیاژ Mg-5%Sn، کسر حجمی رسوب‌ها ($Mg_2Sn$) افزایش یافت و توزیع یکنواختی از آن‌ها درون دانه‌ها به‌دست آمد. این رسوب‌ها با ایجاد ممانعت در برابر حرکت نابجایی‌ها، سبب کاهش نرخ خزش حالت پایدار و بهبود مقاومت به خزش آلیاژ شدند.

۲- افزودن فلز روی به آلیاژ باعث افزایش مقاومت به خزش در حالت پیر شده شد. دلیل این رفتار به افزایش کسر حجمی رسوب‌ها و جهت‌گیری مناسب آن‌ها نسبت داده شد.

۳- مقدار عددی توان تنشی در آلیاژهای ریختگی و پیر شده در این تحقیق، بین ٤ تا ٦ به‌دست آمد که نشان‌دهنده‌ی وقوع خزش نابجایی کنترل شونده توسط صعود نابجایی می‌باشد.

٤- معادله‌ی تغییر شکل برای آلیاژهای Mg-5%Sn و Mg-5%Sn-0.6%Zn تعیین شد. با استفاده از این معادله، امکان تعیین نرخ کرنش خزش ثانویّه در سازوکار خزش نابجایی کنترل شونده توسط صعود وجود خواهد داشت.

## مراجع

1. K.U.kainer, magnesium-Alloys and technologies, Germany, wiley-VCH, 1the edition,pp.1-15, (2003).

2. S.Wei, Y. Chen, Y. Tang, H. Liu, S. Xiao, G. Niu, X. Zhang, Y. Zhaoa, "Compressive creep behavior of as-cast and aging-treated Mg–5wt% Sn alloys", *Materials Science and Engineering*, A 492, PP. 20–23, (2008).

3. Z.Yang, J.P. Li, J.X. Zhang, G.W. Lori Mer, J. Robson, Review on research and development of magnesium alloy, Acta Metal. Sin.(Engl.Lett) 21, PP. 313-328, (2008).

4. M .O. Pekguleryuz, A.A. Kaya, Creep resistant magnesium alloys for Power train applications, Proceedings of the 6th International Conference Magnesium- Alloys and Their Applications, PP. 74-93, (2003).
5. M. Regev, E. Aghion, S. Berger, M. Bamberger, A. Rosen, Dislocation analysis of crept AZ91D ingot castings, Materials Science and Engineering, A 257, PP. 349–352, (1998).
6. F.H. Froes, D. Eliezer, E. Aghion, The science, technology, and applications of magnesium, JOM 50(9), PP. 30–34, (1998).
7. H. Liu, Y. Chen, Y. Tang, S. Wei, G. Niu, Tensile and indentation creep behavior of Mg–5% Sn and Mg–5% Sn–2% Di alloys, Materials Science and Engineering, A 464, PP. 124–128, (2007).
8. H. Liu, Y. Chen, Y. Tang, S. Wei, G. Niu, The microstructure, tensile properties, and creep behavior of as-cast Mg–(1–10)%Sn alloys, Journal of Alloys and Compounds 440, PP. 122–126, (2007).
9. T.T. Sasaki, K. Oh-ishi, T. Ohkubo, K. Hono, Enhanced age hardening response by the addition of Zn in Mg–Sn alloys, Scripta Materialia 55, PP. 251-254, (2006).
10. X. F. Huang, W. Z. Zhang, Improved age-hardening behavior of Mg–Sn–Mn alloy by addition of Ag and Zn, Materials Science and Engineering, A 552, PP. 211– 221, (2012).
11. T.T. Sasaki, T.D. Ju, K. Hono, K.S. Shin, Heat-treatable Mg–Sn–Zn wrought alloy, Scripta Materialia 61, PP. 80-83, (2009).
12. C.L. Mendis, C.J. Bettles, M.A. Gibson, C.R. Hutchinson, An enhanced age hardening response in Mg–Sn based alloys containing Zn, Materials Science and Engineering,A 435–436 , PP. 163–171, (2006).
13. M.E. Kassner , M.T.P. Prado, Fundamentals of creep in metals and alloys, Elsevier, (2004).
14. D.H. Sastry, Impression creep technique - An overview, Materials Science 12, PP.220-228, (1977).
15.S.N.G. Chu, J.C.M. Li, Impression creep; a new test, Materials Science and Engineering, A 322, PP. 23-42, (2002).
16. H. Somekawa, K. Hirai, H. Watanabe, Y. Takigawa, K. Higashi, Dislocation creep behavior in Mg-Al-Zn alloys, Materials Science and Engineering, A 407, PP. 53-61, (2005).
17. B. Nami, H. Razavi, S. Mirdamadi, S.G. Shabestari, S.M. Miresmaeili, Effect of Ca and Rare Earth Elements on Impression Creep Properties of AZ91 Magnesium Alloy, Metallurgical and Materials Transactions, A 41, PP. 1973-1982, (2010).
18. K. Hirai, H. Somekawa, Y. Takigawa, K. Higashi, Effects of Ca and Sr addition on mechanical properties of a cast AZ91 magnesium alloy at room and elevated temperature, Materials Science and Engineering, A 403, PP. 276–280, (2005).
19. F. Kabirian, R. Mahmudi, Impression creep behavior of a cast AZ91 magnesium alloy, Metallurgical and Materials Transactions, A 40, PP. 116- 127,(2009).
20. J.F. Nie, Effects of precipitate shape and orientation on dispersion strengthening in magnesium alloys, Scripta Materialia 48, PP. 1009–1015, (2003).